

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 07-252579
(43)Date of publication of application : 03.10.1995

(51)Int.Cl.

C22C 29/08
B23B 27/14
B23P 15/28
C23C 16/30

(21)Application number : 06-068094
(22)Date of filing : 11.03.1994

(71)Applicant : SUMITOMO ELECTRIC IND LTD
(72)Inventor : MORIGUCHI HIDEKI
UCHINO KATSUYA
IKEGAYA AKIHIKO
YAMAGATA KAZUO
NAKADO MASUO

(54) COATED CEMENTED CARBIDE FOR CUTTING TOOL

(57)Abstract:

PURPOSE: To produce an alloy having excellent high speed cutting capability to general steels and hardly machinable materials by forming WC crystals in cemented carbide of a mixture of fine and coarse particles, specifying the content of carbon in the cemented carbide and improving its strength and toughness in a good balance.

CONSTITUTION: In a WC-based cemented carbide in which a coating layer is formed and contg. 4 to 10wt.% Co as a bonding phase, as for the area ratio on the optional cross-sectional structure, the area ratio A/B of fine particles A with 0.1 to 1 μ m particle size occupying \geq 80% of WC crystals in a hard phase to coarse particles B with 3 to 10 μ m particle size is regulated to 0.22 to 0.45. Moreover, the carbon content X in the alloy satisfies the inequality. In the inequality, (a) denotes lower limit carbon content of generating free carbon, (b) denotes upper limit carbon content of generating of phase, and X, (a) and (b) denote wt.%. Furthermore, the coating layer is formed of a single layer or multiple layers of the carbide, nitride, carbon nitride, carbon oxide or boron nitride of Ti, Zr and/or Hf and a single layer or multiple layers of the oxide of Ti, Zr or Hf or Al₂O₃, and the film thickness of the whole body is regulated to 5 to 100 μ m.



$$-0.5 \leq (X-b)/(a-b) \leq 0.7$$

(51) Int.Cl. ⁸	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 29/08				
B 2 3 B 27/14	A			
B 2 3 P 15/28	A			
C 2 3 C 16/30				

審査請求 未請求 請求項の数 8 F D (全 14 頁)

(21) 出願番号 特願平6-68094
 (22) 出願日 平成6年(1994)3月11日

(71) 出願人 000002130
 住友電気工業株式会社
 大阪府大阪市中央区北浜四丁目5番33号
 (72) 発明者 森口 秀樹
 兵庫県伊丹市昆陽北一丁目1番1号 住友
 電気工業株式会社伊丹製作所内
 (72) 発明者 内野 克哉
 兵庫県伊丹市昆陽北一丁目1番1号 住友
 電気工業株式会社伊丹製作所内
 (72) 発明者 池ヶ谷 明彦
 兵庫県伊丹市昆陽北一丁目1番1号 住友
 電気工業株式会社伊丹製作所内
 (74) 代理人 弁理士 山本 正緒

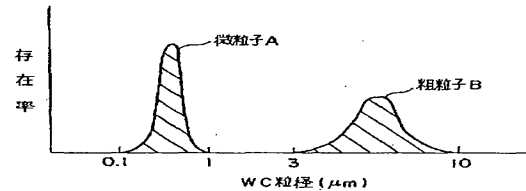
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 切削工具用の被覆超硬合金

(57) 【要約】

【目的】 強度と靱性をバランス良く向上させ、一般鋼及び難削材に対して高速切削で優れた切削性能を有し、工具の長寿命化を果し得る切削工具用の被覆超硬合金を提供する。

【構成】 断面組織上の面積比率でWC結晶の80%以上を占める粒度0.1~1μmの微粒子Aと粒度3~10μmの粗粒子Bとの面積比率A/Bが0.22~0.45であり、合金中の炭素量Xが $-0.5 \leq (X-b)/(a-b) \leq 0.67$ (但し、aは遊離炭素を生じる下限炭素量及びbはη相を生じる上限炭素量を表し、X、a及びbは重量%である) なる関係を満たすWC基超硬合金の表面に、Ti、Zr及び/又はHfの炭化物、窒化物、炭窒化物、炭酸化物又はホウ窒化物などからなる単層又は複層の被覆層を設けた切削工具用の被覆超硬合金。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 結合相として4～10重量%のCoを含むWC基超硬合金と、該WC基超硬合金表面に形成した被覆層とからなる被覆超硬合金において、(a)前記合金の任意の断面組織上の面積比率で、硬質相のWC結晶の80%以上を占める粒度0.1～1μmの微粒子Aと粒度3～10μmの粗粒子Bとの面積比率A/Bが0.22～0.45であり、(b)該合金中の炭素量Xが

$-0.5 \leq (X-b)/(a-b) \leq 0.67$
(但し、aは遊離炭素を生じる下限炭素量及びbはη相を生じる上限炭素量を表し、X、a及びbは重量%である)なる関係を満たし、(c)前記被覆層がTi、Zr及び/又はHfの炭化物、窒化物、炭窒化物、炭酸化物又はホウ窒化物の単層又は複層と、Ti、Zr又はHfの酸化物若しくはAl₂O₃の単層又は複層とからなり、全体の膜厚が5～100μmであることを特徴とする切削工具用の被覆超硬合金。

【請求項2】 WC基超硬合金中にNi及び/又はFeが0.1～10重量%含まれることを特徴とする、請求項1に記載の切削工具用の被覆超硬合金。

【請求項3】 WC基超硬合金中に第IVa族、第Va族、第Via族元素から選ばれた少なくとも1種の金属の炭化物、窒化物又は炭窒化物若しくはこれらの固溶体が、15重量%以下の割合で分散していることを特徴とする、請求項1又は2に記載の切削工具用の被覆超硬合金。

【請求項4】 WCを除く第IVa族、第Va族、第Via族元素から選ばれた少なくとも1種の金属の炭化物、窒化物又は炭窒化物若しくはこれらの固溶体が合金内部に比べ少ないか又は存在しない相が、WC基超硬合金の表面下5～50μmの範囲に存在することを特徴とする、請求項1～3のいずれかに記載の切削工具用の被覆超硬合金。

【請求項5】 WC基超硬合金中にV及び/又はCrの炭化物、窒化物又は炭窒化物の硬質相か、若しくは結合相中にV及び/又はCrを含み、これらの金属成分の合計が合金全体の0.1～3重量%であることを特徴とする、請求項1～4のいずれかに記載の切削工具用の被覆超硬合金。

【請求項6】 結合相として4～10重量%のCoを含むWC基超硬合金と、該WC基超硬合金表面に形成した被覆層とからなる被覆超硬合金において、(a)前記合金の任意の断面組織上の面積比率で、硬質相のWC結晶の80%以上を占める粒度0.1～1μmの微粒子Aと粒度3～10μmの粗粒子Bとの面積比率A/Bが0.22～0.45であり、(b)該合金中の炭素量Xが

$-0.5 \leq (X-b)/(a-b) \leq 0.67$
(但し、aは遊離炭素を生じる下限炭素量及びbはη相を生じる上限炭素量を表し、X、a及びbは重量%である)なる関係を満たし、(c)前記被覆層がTiの炭化

物、窒化物又は炭窒化物、若しくはTiとAlの合金の炭化物、窒化物又は炭窒化物の単層又は複層からなり、全体の膜厚が0.2～10μmであることを特徴とする切削工具用の被覆超硬合金。

【請求項7】 WC基超硬合金中にV及び/又はCrの炭化物、窒化物又は炭窒化物の硬質相か、若しくは結合相中にV及び/又はCrを含み、これらの金属成分の合計が合金全体の0.1～3重量%であることを特徴とする、請求項6に記載の切削工具用の被覆超硬合金。

【請求項8】 WC基超硬合金中にTi、Nb又はTaの炭化物及び/又はそれらの固溶体が5重量%以下の割合で分散していることを特徴とする、請求項6又は7に記載の切削工具用の被覆超硬合金。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、一般鋼及び難削材の切削に適した被覆超硬合金に関する。

【0002】

【従来の技術】 従来、一般鋼切削用の切削工具としては、P種超硬合金(WC-Co合金にTi、Ta、Nbの炭窒化物を10重量%以上添加した超硬合金)が用いられてきたが、近年は切削条件が高速化してきた結果、M種超硬合金(WC-Co合金にTi、Ta、Nbの炭窒化物を5～10重量%添加した超硬合金)の表面に、CVD法やPVD法によりTiC、TiCN、TiN、Al₂O₃等のセラミック被膜を3～10μmの厚さに設けた被覆超硬合金の使用割合が増大している。

【0003】 しかし、セラミック被膜を超硬合金に被覆することによって、脆性材料であるセラミック被膜そのものが欠陥となったり、超硬合金母材表面にη相(Co, W, C等の脱炭相の総称)が発生したりして強度低下が起るため、これを防ぐ様々な工夫が母材となる超硬合金に対して行われてきた。

【0004】 例えば、特公昭59-7349号公報には、超硬合金母材に遊離炭素を含有させることによって、コーティング時に母材表面に発生しやすいη相を抑制することが記載されている。特開平3-97866号公報には、η相を形成しにくい反応ガスを原料とするCVD法により、低炭素の超硬合金母材にセラミック被膜をコーティングすることが提案されている。又、鈴木寿著、「超硬合金と焼結硬質材料」、丸善発行、第221頁には、被覆超硬合金母材の表面に脱炭相(W, Ti, C, N)等の複炭窒化物相が消失した相)を形成させることによって、母材表面のCo量を多くし、被覆時の強度低下を防ぐ技術が開示されている。

【0005】 しかしながら、特公昭59-7349号公報及び特開平3-97866号公報の技術によればη相の形成を抑制できるが、抑制可能な厚みは表面から約5μmと小さく、実際に切削工具使用時に問題となる100μm以上の疲労亀裂(府川敦等、「粉体および粉末冶

金」41、(1994)、第3頁参照)の進展防止には効果が少ないため、依然として工具寿命は短いものであった。又、脱β相を形成する技術についても、超硬合金表面に結合相量が増加した領域が深さ約20μm程度形成されるため、初期欠損の防止は期待できても疲労亀裂の長さに対してその厚みは薄く、亀裂進展の抑制には効果が薄い。又、表面に結合相量が増加した結果高速切削条件では耐塑性変形性が低下し、かえって工具寿命は短いものとなっていた。

【0006】一般に、同一Co量の超硬合金の強度は、その合金のWC粒度とはほぼ相関関係にあり、WC粒度が細くなればなるほど曲げ強度は向上するが、逆に破壊靱性は低下する。しかるに、曲げ強度が大きいほど微小亀裂の発生は起こりにくく、破壊靱性が大きいほど微小亀裂の進展は遅くなると考えられるため、工具寿命の向上のためには、強度と靱性を同時に向上させることが必要であり、そのための努力が重ねられている。

【0007】かかる開発努力により、強度と靱性を同時に改善した超硬合金として、例えば特開昭62-170451号公報及びUSP4966627には、WC等の硬質相が微粒と粗粒とからなる超硬合金が提案されている。しかしながら、この超硬合金は一般鋼切削用の被覆超硬合金を十分意識したものではないため、コーティングを行う母材としての最適化が不十分であり、被覆切削工具として用いた場合その性能は満足できるものではなかった。

【0008】又、特開平5-255795号公報には、超硬合金母材の硬質相であるWCを粗粒、中粒、細粒の3種類に分け、それぞれの含有率を規定した被覆切削工具が記載されている。この切削工具では、WCの粒度分布を規定して亀裂伝播の抑制効果を図っているが、粒度分布の幅が従来品より若干広いだけで連続的であり、結合相を少なくして耐塑性変形性を高めることは期待できない。更に、細粒の割合が多いため、亀裂進展の抑制効果が不十分であった。

【0009】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、かかる従来の事情に鑑み、強度と靱性をバランス良く向上させることによって、一般鋼及び難削材に対して高速切削で優れた切削性能を有し、しかも工具の長寿命化を果し得る、切削工具用の被覆超硬合金を提供することを目的とする。

【0010】

【課題を解決するための手段】上記目的を達成するため、本発明が提供する切削工具用の被覆超硬合金の1つは、結合相として4~10重量%のCoを含むWC基超硬合金と、該WC基超硬合金表面に形成した被覆層とからなる被覆超硬合金において、(a)前記合金の任意の断面組織上の面積比率で、硬質相のWC結晶の80%以上を占める粒度0.1~1μmの微粒子Aと粒度3~10

μmの粗粒子Bとの面積比率A/Bが0.22~0.45であり、(b)該合金中の炭素量Xが

$$-0.5 \leq (X-b)/(a-b) \leq 0.67$$

(但し、aは遊離炭素を生じる下限炭素量及びbはη相を生じる上限炭素量を表し、X、a及びbは重量%である)なる関係を満たし、(c)前記被覆層がTi、Zr及び/又はHfの炭化物、炭窒化物、炭酸化物又はホウ窒化物の単層又は複層と、Ti、Zr又はHfの炭化物若しくはAl₂O₃の単層又は複層とからなり、全体の膜厚が5~100μmであることを特徴とするものであり、一般鋼の切削に適している。

【0011】又、本発明が提供する切削工具用の被覆超硬合金の他の1つは、結合相として4~10重量%のCoを含むWC基超硬合金と、該WC基超硬合金表面に形成した被覆層とからなる被覆超硬合金において、(a)前記合金の任意の断面組織上の面積比率で、硬質相のWC結晶の80%以上を占める粒度0.1~1μmの微粒子Aと粒度3~10μmの粗粒子Bとの面積比率A/Bが0.22~0.45であり、(b)該合金中の炭素量Xが

$$-0.5 \leq (X-b)/(a-b) \leq 0.67$$

(但し、aは遊離炭素を生じる下限炭素量及びbはη相を生じる上限炭素量を表し、X、a及びbは重量%である)なる関係を満たし、(c)前記被覆層がTiの炭化物、窒化物又は炭窒化物、若しくはTiとAlの合金の炭化物、窒化物又は炭窒化物の単層又は複層とからなり、全体の膜厚が0.2~10μmであることを特徴とし、難削材の切削に好適である。

【0012】

【作用】本発明者らは、一般鋼及び難削材の切削加工における工具の摩耗機構を鋭意研究した結果、鋼を300m/min以上又はNi基耐熱合金を100m/min以上の条件で高速切削した場合その刃先温度は1000℃以上になること、また工具は摩耗の進行を抑制するため湿式切削に供されることが多いため、部品の多数個切削、断続切削、フライス切削において切削中の高温と非切削時の冷却とが交互に繰り返され、この熱衝撃によって導入される亀裂が原因となって被覆層の剥離や欠損が生じ、更に繰り返しの衝撃により亀裂が疲労的に進展して最後には工具の欠損を招く結果、短時間で寿命に至るという事実が判明した。

【0013】このような事実の検討に基づいて、本発明者らは、WC結晶を単一粒度ではなく、微粒子群と粗粒子群の2種類を混合したものとすることによって、超硬合金の強度と靱性を同時に改善向上させることができ、しかもこの超硬合金を母材にしてコーティングを行った被覆超硬合金では疲労亀裂の進展が抑制され、一般鋼や難削材に対して優れた切削性能が得られることを見だし、本発明に至ったものである。

【0014】即ち、本発明の超硬合金母材においては、図1に示すように、WC結晶が平均粒子サイズで5:1

以上異なる微粒子Aと粗粒子Bの2つの群からなり、微粒子Aの粒度は $0.1 \sim 1 \mu\text{m}$ 及び粗粒子Bの粒度は $3 \sim 10 \mu\text{m}$ の範囲が特に好ましい。ただし、WC結晶の粒度を画一的に上記2種類のみにすることは製造上難しいので、全WC結晶の80%以上、好ましくは90%以上が上記粒度の微粒子Aと粗粒子Bのいずれかの群に含まれれば良い。上記の微粒子Aは超硬合金母材の強度と硬度を高めるのに有効であり、一方の粗粒子Bは疲労亀裂の進展を防止するのに有効である。

【0015】従来技術として先に述べたように、特開昭62-170451号公報により微粒子Aと粗粒子Bの重量比A/Bを $0.33 \sim 3$ （面積比に換算すると $0.48 \sim 2.08$ に相当）とした超硬合金が知られているが、この範囲の微粒子と粗粒子の組合せでは疲労亀裂の進展を抑制する効果が十分でなかった。又、特開平5-255795号公報にはWC粒を粗粒、中粒、細粒に分けて各粒子の含有率を規定した超硬合金が提案されているが、WC粒の粒度分布が連続的であり、粗粒と微粒の持つそれぞれの優れた特徴を十分に引き出すことができなかった。

【0016】そこで、本発明では合金の任意の断面の鏡面研磨組織上における面積比で、微粒子Aと粗粒子Bの面積比A/Bを $0.22 \sim 0.45$ とし、粒度分布で図1に示すように2つのピークを持つようにした上で、それらの平均粒径が5:1以上異なるようにすることによって、微粒子Aと粗粒子Bのそれぞれの優位性を失うことなく、一般鋼及び難削材の切削において曲げ強度と硬度を維持しながら、特に疲労亀裂の進展が少なく、優れた切削性能を発揮する被覆超硬合金を得ることができた。ただし、微粒子Aと粗粒子Bの面積比A/Bが 0.22 未満では微粒子Aが少なすぎるため強度が不足し、逆に 0.45 を越えると破壊靱性が低下し、疲労亀裂の進展を抑制する効果が小さくなる。

【0017】本発明の微粒子と粗粒子は平均粒径が5:1以上違うため、図2に示すようにWC粗粒子1の間にWC微粒子2が入り込んで隙間を埋める構造となり、より少ない結合相3合金を形成できる。従って、この超硬合金は耐塑性変形性に優れ、同一結合相量の時には合金全体での結合相の平均自由行程が大きくなり、機械性質が向上する。このWC結晶の微粒子と粗粒子の最適な組合せにより、本発明の超硬合金では結合相であるCo量を増やさなくても靱性の向上を達成できるが、Co含有量が4重量%未満ではやはり靱性の低下が著しく、10重量%を越えると耐塑性変形性が低下するので、Co量を $4 \sim 10$ 重量%の範囲とする。

【0018】この様な粗粒子と微粒子の最適な組み合わせを持ったWC基超硬合金に被覆層を設け、実際に切削に使用した際の亀裂の進展具合を詳細に観察した結果、亀裂の進行は従来品と比べて湾曲が大きくなっていることから、亀裂進展のためのエネルギー消費量が増大して

いることが確認できた。しかし、より微細に観察すると、図3に示すように、WC粗粒子1の中を亀裂が進展しているケースも多く見いだされた。粗粒子を添加した合金構造による効果を最大限に高めるためには、図4に示すように、亀裂の進展がWC粗粒子1及びWC微粒子2と結合相3の界面を通るようにすることが必要である。

【0019】本発明者らは、その方法を鋭意検討した結果、超硬合金を低炭素合金とすることが効果的であることを見いだした。低炭素合金とすることによって、結合相とWC結晶粒子との濡れ性が低下する結果、疲労により進展する亀裂は図4のようにWC結晶粒子と結合相3の界面をWC粗粒子1を迂回して通るため、合金の欠損に至るまでの時間を更に延ばすことができた。

【0020】特に、超硬合金中の炭素量をX重量%、遊離炭素を生じる下限炭素量をa重量%、及び η 相を生じる上限炭素量をb重量%としたとき、X、a及びbが $-0.5 \leq (X-b)/(a-b) \leq 0.67$

の関係を満たす場合に、亀裂進展の抑制効果が大きかった。更に、超硬合金中の炭素量を上記範囲に制御することにより、WC微粒子の粒成長が抑制され、本発明の微粒子Aと粗粒子Bを組み合わせた構造制御が行いやすくなる。尚、 $(X-b)/(a-b)$ の値が -0.5 未満では合金そのものの強度が低下するため好ましくなく、 0.67 を越えると炭素量を制御した効果を得ることができない。

【0021】本発明においては、超硬合金中にNi及び/又はFeを $0.1 \sim 10$ 重量%含むことで、WC粒子と結合相の濡れ性が低下し、亀裂がWC粒子を迂回して進展するようになり、本発明の合金の構造の特徴が生かされやすい。しかし、Ni及びFeの添加量が 0.1 重量%未満では亀裂進展抑制の効果がなく、 10 重量%より多く添加してもその効果は変わらず、かえって高速切削時に耐塑性変形性の低下がみられるので好ましくない。

【0022】又、超硬合金中に第IVa族、第Va族、第V Ia族元素から選ばれた少なくとも1種の金属の炭化物、窒化物又は炭窒化物若しくはこれらの固溶体が、 15 重量%以下の割合で分散することにより、亀裂の進展抵抗が向上することを確認した。この理由は、WC粒子と結合相の濡れ性の低下若しくは窒化物及び炭窒化物と結合相の濡れ性の悪さが原因と思われる。更に、WC粒子の成長も抑えられる結果、合金の強度が向上し、耐クレーター摩耗性も向上した。特に、Zr、Ta、Nbの少なくとも1つの窒化物又は炭窒化物が有効である。これらの窒化物や炭窒化物の添加量は、 0.1 重量%未満では効果が少なく、 15 重量%を越えると合金の強度低下が著しくなるので好ましくない。

【0023】本発明の超硬合金の結合相中に、V及び/又はCrの炭化物、窒化物又は炭窒化物からなる硬質相

若しくはV及び／又はCrを結合相中に含み、それらの合計を合金の0.1～3重量%とすることにより、微粒WC結晶の溶解及び析出による異常な粒成長を防ぐ効果があるほか、合金の炭素量が低くコントロールされているため上記VやCr又はその化合物が結合相中に固溶しやすくなり、これらの添加による固溶強化の効きが向上して特に高速切削時の切削特性が向上する。しかし、これらの含有量が合金全体の0.1重量%未満では粒成長防止の効果がみられず、3重量%を越えると超硬合金の強度に悪影響を及ぼすので、0.1～3重量%の範囲とすることが好ましい。

【0024】又、超硬合金中にTi、Nb、Taの炭化物及び／又はそれらの固溶体が含まれることによって、合金の強度、高温硬度、熱伝導率、及び耐クレーター性の向上に効果がある。しかし、本発明の超硬合金においては、炭化物を多量に添加するとかえって強度低下を招くので、これらの炭化物及び固溶体の含有量は合計で5重量%以下とすべきである。

【0025】更に、本発明の超硬合金の表面に脱β相を形成させると、従来の脱β相を有する超硬合金に比べて、脱β相中に粗粒のWCが存在するため一層亀裂が進展しにくくなり、初期の亀裂発生を抑止効果が大きく、初期欠損に非常に強い被覆超硬合金を得ることができる。そのうえ、合金内部において亀裂の進展抵抗が大きいので、疲労欠損にも強い被覆超硬合金となる。

【0026】つまり、超硬合金の表面近傍においてWCを除く第IVa族、第Va族、第VIa族元素から選ばれた少なくとも1種の金属の炭化物、窒化物又は炭窒化物若しくはこれらの固溶体が、合金内部に比べ少ないか又は存在しない相が合金表面下5～50μmの範囲に存在するようにすることで、非常に優れた超硬合金母材を得ることができる。ただし、この相の厚さが5μmより薄いとその効果は小さく、逆に50μmより厚いと耐塑性変形性の低下が著しくなる。

【0027】更に加えて、本発明の超硬合金は耐熱衝撃性に優れている。即ち、耐熱衝撃性は下記数1の数式によって表される：

$$【数1】 \Delta T = K \times \sigma k / \alpha E$$

(ΔT ：耐熱衝撃性、 σ ：抗折力、 k ：熱伝導率、 α ：熱膨張係数、 E ：ヤング率、 K ：定数)

【0028】この数式において、本発明の超硬合金はWC微粒子により欠陥寸法が小さくなるため抗折力 σ が大きくなり、熱を伝える結合相の平均自由行程が大きいため熱伝導率 k が大きく、しかもヤング率 E と熱膨張係数 α は通常の超硬合金と変わらないから、耐熱衝撃性 ΔT が優れていることが説明できる。

【0029】又、一般に超硬合金にセラミック被膜をコーティングすると抗折力が低下することが知られている。その原因は、コーティング後の冷却時に合金母材と被覆層との熱膨張係数差により導入される亀裂が、グリ

フィスの亀裂と同様に応力集中源の役割を果たすためとされている（鈴木寿著、「超硬合金と焼結硬質材料」、丸善発行、第213頁参照）。このとき、応力集中源となる亀裂深さは、（被覆層の厚さ+母材に侵入した亀裂深さ）と考えることができる。

【0030】よって、被覆超硬合金の抗折力は下記数2の数式で表すことができる：

$$【数2】 \sigma_c^{-1} = \sigma_m^{-1} + K (d_c + d_m)^{1/2}$$

(σ_c ：被覆超硬合金の抗折力、 σ_m ：超硬合金母材の抗折力、 d_c ：被覆層の厚さ、 d_m ：超硬合金母材に侵入した亀裂深さ、 K ：定数)

【0031】そして、本発明の超硬合金においては、WC微粒子を有するため超硬合金の抗折力 σ_c は大きく、WC粗粒子により破壊靱性が大きくなるため超硬合金母材に侵入した亀裂深さ d_m は小さくなる。従って、本発明の超硬合金を母材とする被覆超硬合金は、従来のものと比較してセラミック被膜をコーティングした後の抗折力の低下が少なくなり、初期欠損の防止に効果が高いことが判る。

【0032】尚、本発明の超硬合金は、原料粉末であるWC粉末の粒径を、目的とするWC結晶の微粒子群と粗粒子群の粒度に応じて調整混合し、混合WC粉末をCo粉末等と共に焼結することにより製造する。焼結方法としては、通常の真空焼結を用いることができることは勿論であるが、更に熱間静水圧プレス(HIP)焼結を用いたり、シナターHIP焼結を行えば、得られる超硬合金の抗折力を300kg/mm²以上にする事ができ、切削性能を更に高めることができる。

【0033】次に、本発明の一般鋼切削用と難削材切削用の被覆超硬合金について、特に優れた特性を有するものを具体的に説明する。母材は上記した本発明の超硬合金、即ち結合相として4～10重量%のCoを含み、任意の断面組織上の面積比率で硬質相のWC結晶の80%以上を占める粒度0.1～1μmの微粒子Aと粒度3～10μmの粗粒子Bとの面積比率A/Bが0.22～0.45であり、合金中の炭素量Xが $-0.5 \leq (X-b)/(a-b) \leq 0.67$ （但し、 a は遊離炭素を生じる下限炭素量及び b は η 相を生じる上限炭素量を表し、 X 、 a 及び b は重量%である）なる関係を満たす超硬合金であることを要する。

【0034】まず、上記超硬合金母材の表面に、Ti、Zr及び／又はHfの炭化物、窒化物、炭窒化物、炭酸化物又はホウ窒化物の単層又は複層と、Ti、Zr又はHfの酸化物若しくはAl₂O₃の単層又は複層とからなり、全体の膜厚が5～100μmである被覆層を形成した被覆超硬合金は、一般鋼切削用として特に優れた性能を有する。特に、厚さ20μm以上の被覆層を有する被覆超硬合金は、耐欠損性が低くなるため従来は実用化されていなかったが、本発明により実用化が可能となり、鋼の切削において優れた性能を発揮できるようになっ

た。

【0035】上記の被覆層は、通常の化学的蒸着法（CVD法）或は物理的蒸着法（PVD法）を用いて形成できる。尚、被覆層全体の膜厚が5μm未満では耐摩耗性の向上が小さく、100μmを越えたと耐欠損性が低下するため、全体の膜厚を5～100μmとすることが好ましい。

【0036】又、上記超硬合金母材の表面に、Tiの炭化物、窒化物又は炭窒化物、若しくはTiとAlの合金の炭化物、窒化物又は炭窒化物の単層又は複層からなり、全体の膜厚が0.2～10μmである被覆層を形成した被覆超硬合金は、難削材の切削に適している。被覆層全体の膜厚が0.2μm未満では被覆による効果がなく、10μmを越えたと強度が低下しやすくなるため、0.2～10μmの膜厚とすることが好ましい。

【0037】この被覆層も、通常のPVD法やCVD法を用いて形成することができる。なかでもPVD法により形成した被覆層は、圧縮残留応力を有するため亀裂が入りにくく、被覆後も母材である超硬合金の優れた強度と靱性を保持することができる。従って、被覆層をPVD法で形成した被覆超硬合金は、難削材の切削においてもチップングが発生しにくく、被覆層による耐溶着性と相まって難削材切削における大幅な工具寿命の延長を図ることができる。

【0038】尚、本発明において、超硬合金のWC結晶の微粒子と粗粒子の含有比率は合金の任意の断面における鏡面研磨組織上の面積比率で定義したが、面積比率を測定する方法は次に述べる方法により行った。まず、合金の任意の断面を鏡面研磨し、光学顕微鏡又は走査型電子顕微鏡にて1500倍で5視野写真撮影し、その写真を用いて微粒子と粗粒子のグループ分けを行う。グループ分けの基準となる粒度は、多角形のWC粒子の場合は対角線の最大長さ、三角形の場合は最大辺の長さとした。このようにグループ分けした組織写真を画像処理装置にかけ、微粒子と粗粒子の面積比率を求めた。

【0039】又、合金を形成するWC粒子が球形と仮定すると、微粒子の粒径を r_a 及び粗粒子の粒径を r_b としたとき、両者の面積比 S は $(r_a/r_b)^2$ 及び体積比 V は $(r_a/r_b)^3$ で表され、両者の密度は同一であるから体積比 V は重量比と等しい。従って、 $V=S^{3/2}$ の関係が成立し、面積比で0.22は重量比で0.1に相当し、面積比で0.45は重量比では0.3に相当することになる。

【0040】

【実施例】

被覆層	第1層	第2層	第3層	第4層	第5層
A*	TiC(50)	Al ₂ O ₃ (60)	—	—	—
B*	TiCN(1)	ZrO ₂ (3)	—	—	—
C*	TiCN(5)	TiC(5)	TiN(5)	—	—
D	TiC(5)	TiBN(0.5)	Al ₂ O ₃ (5)	TiN(0.5)	—

*実施例1

市販の平均粒径0.5μmの微粒WC粉末と平均粒径5μmの粗粒WC粉末、Co粉末、Cr₂C₃粉末及びVC粉末を準備し、これらの原料粉末をボールミルで24時間湿式混合し、乾燥した後、1.5kg/cm²の圧力でプレス成形した。次いで、圧粉体を真空中にて1450℃で焼結し、その後更に1000kg/cm²の圧力でHIP処理した。

【0041】使用するWC粉末の粗粒と微粒の割合を調整し、上記の方法に従って、硬質相であるWC結晶の粒度分布が異なる超硬合金を作製した。表1に、各超硬合金におけるWC結晶の粒度0.1～1μmの微粒子Aと粒度3～10μmの粗粒子Bの面積比率、A+Bの合金中の重量割合、Co、Cr及びVの合金全体に対する重量割合、並びに合金炭素量Xと各合金組成における遊離炭素を生じる下限炭素量a及びη相を生じる上限炭素量bとの関係 $(X-a)/(a-b)$ を示した。尚、試料10ではVは一部炭化物の形で合金中に存在し、試料13ではCrは一部炭化物の形で合金中に存在した。

【0042】

【表1】

試料	A/B 面積比	A+B (wt%)	Co (wt%)	Cr (wt%)	V (wt%)	$(X-a)/$ (a-b)
1*	0.14	95	6	0.5	—	0.7
2*	1.0	87	6.5	—	—	0.6
3*	0.45	70	6.5	—	—	0.75
4*	0.38	93	6	0.5	—	-0.60
5*	0.38	93	6	0.5	—	0.75
6	0.38	93	6	0.5	—	0.33
7	0.22	91	6.5	—	—	-0.20
8	0.45	100	6.5	—	—	0.33
9	0.34	89	6	0.1	—	0.50
10	0.34	80	6	—	3	0.33
11	0.34	90	10	1.5	1.5	0.33
12	0.22	86	4	—	0.1	0.33
13	0.22	80	7	3	—	0.33

（注）表中の*を付した試料は比較例である（以下同じ）。

【0043】得られた各超硬合金を母材として、その表面に通常のCVD法により下記表2に示す被覆層を形成した。

【0044】

【表2】

*

11

12

E	TiCN(10)	Al ₂ O ₃ (20)	ZrO ₂ (5)	—	—
F	TiCN(20)	TiCO(2)	Al ₂ O ₃ (40)	HfO ₂ (10)	TiN(1)
G	TiN(1)	ZrN(2)	TiCN(10)	HfC(20)	Al ₂ O ₃ (20)
H	TiN(1)	ZrN(5)	TiCN(5)	HfCN(5)	HfO ₂ (5)
I	TiN(1)	(TiHf)CN(3)	TiBN(0.5)	Al ₂ O ₃ (0.5)	—
J	TiN(1)	(TiZr)CN(10)	Al ₂ O ₃ (60)	(TiHf)CN(25)	TiN(4)

(注) 各層の物質名の後の括弧に膜厚(単位 μm)を示した(以下同じ)。

【0045】得られた各被覆超硬合金試料からなる型番SNMG120412形状の切削工具を用いて、SCM415(H.180)を被削材として下記2種の切削条件下にて湿式で切削試験を行った。各試験において、逃げ面摩耗量が0.2mmに達するか又は欠損が発生するまでの時間を切削可能時間として、切削条件1の結果を表3に、及び切削条件2の結果を表4にそれぞれ示した。

【0046】切削条件1

試料 (母材)	被 覆 層									
	A*	B*	C*	D	E	F	G	H	I	J
1*	4.0	1.0	1.5	3.6	3.1	2.2	1.3	1.5	3.5	0.3
2*	3.0	1.5	2.0	3.9	4.0	1.0	0.7	0.3	4.0	0.5
3*	3.5	2.3	2.5	4.0	4.8	1.0	0.3	0.5	4.0	0.5
4*	2.8	2.1	2.0	4.1	4.6	1.1	0.1	0.2	4.3	0.1
5*	3.8	3.5	3.3	4.2	4.2	4.3	4.8	4.1	5.3	4.5
6	4.3	2.1	1.2	5.9	8.9	6.5	9.7	7.8	6.0	9.0
7	4.5	2.1	1.8	6.0	9.0	7.0	10.5	6.5	7.0	9.8
8	5.0	2.0	2.0	5.8	8.5	6.8	10.2	8.0	6.5	8.0
9	4.6	1.9	1.8	6.4	10.0	9.0	15.0	7.9	6.4	10.0
10	4.9	2.0	1.9	6.8	10.5	10.0	18.0	9.0	6.5	10.5
11	4.5	2.0	2.0	6.0	9.4	14.0	20.0	7.0	6.0	13.0
12	5.2	2.4	2.2	7.5	11.5	18.0	20.0	11.0	7.0	12.0
13	5.3	2.2	2.4	7.0	11.2	16.0	20.0	8.0	6.8	14.0

【0049】

試料 (母材)	被 覆 層									
	A*	B*	C*	D	E	F	G	H	I	J
1*	0.1	0.2	0.2	2.4	1.9	0.7	0.4	0.8	1.9	0.2
2*	0.2	0.3	0.3	1.0	1.0	0.3	0.2	0.6	1.1	0.4
3*	0.1	0.2	0.2	1.5	1.2	0.4	0.6	1.0	1.3	0.3
4*	0.1	0.2	0.2	1.6	1.3	0.5	1.2	1.1	1.1	0.5
5*	0.2	0.3	0.3	1.6	1.2	0.4	0.3	0.8	0.9	0.6
6	0.8	1.5	0.9	6.2	4.5	3.2	3.9	5.4	7.0	4.0
7	0.9	1.9	1.9	8.0	6.0	5.0	4.0	4.8	8.5	4.5
8	1.0	1.8	1.8	7.5	6.0	5.4	4.6	5.0	7.0	5.1
9	0.8	1.6	1.5	8.0	6.3	6.0	5.0	5.5	7.7	5.3
10	1.0	1.5	1.5	7.8	7.5	7.0	5.8	6.0	8.0	6.1
11	1.2	1.8	1.4	9.8	8.0	8.5	8.0	8.0	10.5	9.5
12	0.7	1.6	1.5	7.0	7.0	7.1	7.0	7.0	8.0	7.1
13	0.9	1.2	1.5	8.5	7.8	7.9	7.0	6.5	7.8	6.6

【0050】上記表3及び表4の結果から、WC結晶の微粒子Aと粗粒子Bの面積比率A/Bが本発明の範囲内

* 切削速度 : 600m/min.
送り量 : 0.5mm/rev.
切り込み : 1.5mm

10 湿式切削(3秒の繰り返し旋削)

【0047】切削条件2

切削速度 : 300m/min.
送り量 : 0.4mm/rev.
切り込み : 1.5mm

湿式切削(4本V溝材の断続旋削)

【0048】

【表3】(切削条件1での切削可能時間(min))

※ ※ 【表4】(切削条件2での切削可能時間(min))

にある超硬合金母材の表面に酸化物を含む被覆層を形成した本発明試料からなる切削工具は、一般鋼を切削した

時の耐摩耗性及び耐欠損性が共に優れ、切削性能が向上していることが判る。

【0051】実施例2

実施例1と同じ粗粒WC粉末と微粒WC粉末、Co粉末、Cr₃C₂粉末、VC粉末、並びにTiC粉末、TaC粉末及びNbC粉末を準備し、各粉末の割合を変えた以外は実施例1と同様にして超硬合金を製造した。表5に、各超硬合金におけるWC結晶の粒度0.1～1μmの微粒子Aと粒度3～10μmの粗粒子Bの面積比率、A+Bの合金中の重量割合、Co、Cr及びVの合金全体に対する重量割合、複炭化物の重量割合、合金炭素量*

試料	A/B 面積比	A+B (wt%)	Co (wt%)	Cr (wt%)	V (wt%)	TiC (wt%)	TaC (wt%)	NbC (wt%)	(X-a)/ (a-b)
14*	0.40	89	10	—	—	2	2	2	0.5
15*	0.34	88	10	3	—	9	2	1	0.6
16*	0.45	88	8	—	3	7	2	—	0.4
17	0.34	80	10	2	1	2	1.5	1.5	0.33
18	0.22	89	8	—	—	5	—	—	0.4
19	0.45	88	4	0.1	—	—	5	—	0.5
20	0.34	90	8	—	3	—	—	5	0.45

【0054】得られた各超硬合金を母材として、その表面に通常のCVD法により前記表2のA、B、及びE～Jの各被覆層をそれぞれ形成した。得られた各被覆超硬合金からなる型番SNMG120412形状の切削工具を用いて、SCM415(H₁₈₀)を被削材として※

試料 (母材)	被 覆 層							
	A*	B*	E	F	G	H	I	J
14*	3.0	2.0	2.8	3.0	4.5	3.0	2.5	4.3
15*	3.5	3.0	3.3	3.8	4.8	4.5	3.2	4.2
16*	4.0	3.8	4.0	4.2	5.0	4.3	4.0	3.0
17	4.2	4.0	7.0	5.5	6.0	5.9	6.5	8.0
18	4.5	4.2	10.0	9.0	7.0	6.2	7.0	14.0
19	4.0	3.6	16.0	13.0	18.0	5.6	5.9	20.0
20	3.8	3.5	13.5	14.2	12.0	6.4	8.0	9.0

【0056】

試料 (母材)	被 覆 層							
	A*	B*	E	F	G	H	I	J
14*	0.1	1.0	1.4	1.5	2.4	2.4	4.0	2.3
15*	0.1	1.4	1.6	1.8	3.0	2.4	3.5	1.3
16*	0.1	0.8	1.2	1.2	1.8	1.7	4.8	0.9
17	0.8	1.8	5.0	8.0	7.5	6.9	10.2	8.0
18	0.9	2.0	5.2	6.1	6.0	6.8	8.0	7.5
19	0.8	2.4	4.9	4.8	5.3	7.5	15.0	10.2
20	1.0	2.0	6.1	6.0	5.4	7.5	9.0	10.5

【0057】実施例3

実施例1と同じ粗粒WC粉末と微粒WC粉末、及びCo粉末、Ni粉末、Fe粉末、Cr₃C₂粉末、VC粉末、並びにTiC粉末、TaC粉末及びNbC粉末を準備し、各粉末の割合を変えた以外は実施例1と同様にして超硬合金を製造した。表8に、各超硬合金におけるWC

*Xと各合金組成における遊離炭素を生じる下限炭素量a及びη相を生じる上限炭素量bとの関係(X-a)/(a-b)を示した。

【0052】尚、2種以上の複炭化物を含む試料14～17では、これらは相互の固溶体の炭化物として合金中に存在し、又いずれの試料においても複炭化物中には多少のWが固溶していた。又、試料16及び20ではVは一部炭化物の形で合金中に存在し、試料17ではCrは一部炭化物の形で合金中に存在した。

【0053】

【表5】

※実施例1と同様の切削条件1及び切削条件2による切削試験を行い、切削可能時間を評価した結果を表6及び表7に示した。

【0055】

【表6】(切削条件1での切削可能時間(min))

★★【表7】(切削条件2での切削可能時間(min))

結晶の粒度0.1～1μmの微粒子Aと粒度3～10μmの粗粒子Bの面積比率、合金組成、並びに合金炭素量Xと各合金組成における遊離炭素を生じる下限炭素量a及びη相を生じる上限炭素量bとの関係(X-a)/(a-b)を示した。

【0058】尚、2種以上の複炭化物を含む試料23、

29、30、33では、これらは相互の固溶体の炭化物として合金中に存在し、又24、29～38のいずれの試料においても複炭化物中には多少のWが固溶していた。又、試料32ではVは一部炭化物の形で合金中に存*

*在し、試料34～37ではCrは一部炭化物の形で合金中に存在していた。

【0059】

【表8】

試料	A/B	A+B	Co	Ni	Fe	Cr	V	TiC	TaC	NbC	(X-a)/
面積比	(wt%)	(wt%)	(wt%)	(wt%)	(wt%)	(wt%)	(wt%)	(wt%)	(wt%)	(wt%)	(a-b)
21*	0.14	95	6	0.1	—	—	—	—	—	—	0.33
22*	1.0	88	6.5	—	10	3	—	—	—	—	0.33
23*	0.45	70	6.5	10	—	—	3	3	2	—	0.33
24*	0.40	92	6	—	0.1	3	—	—	5	—	0.90
25	0.34	79	4	0.1	—	—	—	—	—	—	0.15
26	0.22	88	10	10	—	3	—	—	—	—	0.33
27	0.45	87	10	—	0.1	—	3	—	—	—	0.33
28	0.34	90	4	—	10	0.1	—	—	—	—	0.33
29	0.33	80	6	2	2	—	—	3	1	—	0.33
30	0.45	80	10	2	—	—	0.1	2	2	1	0.33
31	0.22	81	4	—	10	—	0.1	5	—	—	0.33
32	0.45	87	7	0.1	—	—	3	—	—	5	0.33
33	0.39	87	2	10	—	0.1	—	—	4	1	0.33
34	0.40	87	6	—	0.1	3	—	—	5	—	0.67
35	0.40	87	6	—	0.1	3	—	—	5	—	0.33
36	0.40	87	6	—	0.1	3	—	—	5	—	0
37	0.40	87	6	—	0.1	3	—	—	5	—	-0.5

【0060】得られた各超硬合金を母材として、その表面に通常のCVD法により前記表2のA、B、及びE～Jの各被覆層をそれぞれ形成した。得られた各被覆超硬合金からなる型番SNMG120412形状の切削工具を用いて、SCM415(H₁₈₀)を被削材として※

※実施例1と同様の切削条件1及び切削条件2による切削試験を行い、切削可能時間を評価した結果を表9及び表10に示した。

【0061】

【表9】(切削条件1での切削可能時間(min))

試料	被 覆 層							
(母材)	A*	B*	E	F	G	H	I	J
21*	4.1	0.9	2.8	2.2	1.5	1.5	3.0	0.4
22*	1.5	0.8	2.1	0.5	0.2	0.1	1.5	0.2
23*	2.0	1.6	2.0	2.5	4.0	3.0	2.5	2.3
24*	5.0	2.3	5.7	4.5	5.1	6.5	4.5	5.6
25	6.0	3.2	10.0	12.0	16.0	11.0	10.1	19.0
26	4.0	1.9	8.5	10.3	14.5	10.9	8.9	18.3
27	4.1	2.3	8.8	9.5	11.3	8.1	7.6	12.9
28	5.0	2.5	10.2	14.0	16.2	8.5	8.0	21.0
29	7.0	3.5	15.0	20.3	21.1	10.6	9.5	24.3
30	5.0	2.7	12.0	13.5	15.1	11.0	10.0	30.1
31	4.4	3.0	10.1	14.0	16.0	10.3	7.7	32.1
32	5.0	2.5	13.0	15.3	18.1	11.2	8.5	33.0
33	4.0	1.0	10.5	14.2	16.0	12.0	11.0	31.5
34	6.0	3.3	13.0	17.9	19.9	12.0	10.5	30.9
35	6.5	3.4	14.0	19.0	20.5	13.0	10.3	40.5
36	6.7	3.6	15.0	19.5	21.0	13.2	12.1	40.6
37	6.7	3.6	16.0	19.3	21.3	13.4	11.1	40.7

【0062】

★ ★【表10】(切削条件2での切削可能時間(min))

試料	被 覆 層							
(母材)	A*	B*	E	F	G	H	I	J

21*	0.1	0.2	1.9	1.0	0.6	1.2	2.1	0.6
22*	0.5	0.5	1.8	1.0	0.6	1.0	2.0	1.2
23*	0.5	1.0	2.0	2.1	2.8	3.0	3.9	1.2
24*	0.8	1.3	3.2	3.5	3.1	4.2	5.1	4.2
25	0.1	1.8	7.0	7.0	6.8	9.0	15.8	13.0
26	0.3	1.4	8.5	8.3	7.9	9.9	18.0	12.9
27	0.2	1.3	8.3	8.0	7.0	10.3	19.0	17.5
28	0.1	1.5	9.5	9.0	8.5	14.0	22.0	20.3
29	0.2	1.3	10.5	10.0	9.5	12.0	25.0	22.5
30	0.3	1.0	13.0	11.5	10.5	19.0	33.0	31.0
31	0.1	1.2	9.4	9.0	8.8	11.0	20.5	18.9
32	0.1	1.0	12.0	11.0	10.3	15.0	30.0	19.8
33	0.2	0.5	10.3	9.8	9.5	13.0	24.0	22.0
34	0.5	1.1	14.0	13.5	12.9	14.9	25.3	21.0
35	0.7	1.3	16.0	15.0	14.3	15.3	28.0	20.3
36	0.9	1.6	18.0	17.0	17.0	16.8	30.1	19.0
37	1.0	1.7	21.0	20.0	18.9	19.0	32.1	28.0

【0063】実施例4

実施例1と同じ粗粒WC粉末と微粒WC粉末、及びCo粉末、Ni粉末、Fe粉末、Cr、C₂粉末、VC粉末、並びにTiC粉末、ZrCN粉末、HfCN粉末、TaCN粉末、NbCN粉末、TiN粉末、ZrN粉末、HfN粉末、Ta₂N粉末及びNb₂N粉末を準備し、各粉末の割合を変えた以外は実施例1と同様にして超硬合金を製造した。

【0064】表11及び表12に、各超硬合金におけるWC結晶の粒度0.1~1μmの微粒子Aと粒度3~10μmの粗粒子Bの面積比率、合金組成、並びに合金炭素量Xと各合金組成における遊離炭素を生じる下限炭素量a及びη相を生じる上限炭素量bとの関係(X-a)/*30

試料	A/B 面積比	A+B (wt%)	Co (wt%)	Ni (wt%)	Fe (wt%)	Cr (wt%)	V (wt%)	C (μm)	(X-a)/ (a-b)
38*	—	75	7	2	—	—	—	10	0.5
39	0.48	80	7	2	0.5	—	—	0	0.5
40	0.48	80	7	2	—	—	—	5	0
41	0.48	80	7	2	—	3	—	50	0.67
42	0.40	80	10	—	0.2	—	—	50	0
43	0.40	80	10	—	—	0.5	—	5	0.5
44	0.40	80	10	—	—	—	3	0	-0.5
45	0.40	80	10	2	—	—	—	25	0.3
46	0.40	80	8	2	—	—	—	5	0.67
47	0.40	80	8	2	—	—	—	20	0.67

【0067】

※ ※【表12】

試料	TiCN (wt%)	HfCN (wt%)	TiN (wt%)	HfN (wt%)	ZrCN (wt%)	TaCN (wt%)	NbCN (wt%)	ZrN (wt%)	TaN (wt%)	NbN (wt%)
38*	12.0	3.0	—	—	—	—	—	—	—	—
39	10.0	5.0	—	—	—	—	—	—	—	—
40	12.0	—	—	3.0	—	—	—	—	—	—
41	—	—	12.0	3.0	—	—	—	—	—	—
42	—	—	—	—	3.0	5.0	2.0	2.0	—	—

※ (a-b)を示した。又、各超硬合金の表面付近で、WCを除く周期律表の4A族、5A族及び6A族金属の炭窒化物が合金内部に比べて減少又は消失した領域の厚さC(μm)を表11及び表12に示した。

【0065】尚、2種以上の複炭化物を含む試料38~46では、これらは相互の固溶体の炭化物として合金中に存在し、又いずれの試料においても複炭化物中には多少のWが固溶していた。又、試料44ではVは一部炭化物の形で合金中に存在し、試料41ではCrは一部炭化物の形で合金中に存在していた。

【0066】

【表11】

19									20
43	—	—	—	—	5.0	10.0	—	—	—
44	1.5	—	—	—	—	—	—	—	9.0 4.5
45	—	—	—	—	—	—	—	4.0	6.0 —
46	1.0	—	—	—	4.0	—	—	—	—
47	—	—	—	—	—	—	—	4.0	—

【0068】上記表11及び表12に示す各超硬合金を母材として、その表面に通常のCVD法により実施例1の表2に示す被覆層A、B及びE～Jをそれぞれ形成した。得られた各被覆超硬合金からなる型番SNMG120412形状の切削工具を用いて、SCM415（H₁₈₀）を被削材として下記2種類の切削条件による性能評価を行った。各試験において、逃げ面摩耗量が0.2mmに達するか又は欠損が生じるまでの時間を切削可能時間として表13及び表14に示した。

【0069】切削条件3

切削速度：350m/min.

*送り量：0.8mm/rev.

切り込み：1.5mm

湿式切削（3秒の繰り返し旋削）

【0070】切削条件4

10 切削速度：350m/min.

送り量：0.35mm/rev.

切り込み：1.5mm

湿式切削（4本V溝材の断続旋削）

【0071】

【表13】（切削条件3での切削可能時間(min)）

試料 (母材)	被覆層							
	A*	B*	E	F	G	H	I	J
38*	1.0	1.3	1.1	2.1	2.5	0.9	2.9	3.1
39	4.5	3.8	14.0	16.0	15.6	13.5	12.1	15.9
40	3.8	2.9	12.0	14.3	14.7	12.3	10.5	16.8
41	2.9	3.0	11.5	13.2	13.9	12.2	10.2	12.9
42	6.0	4.8	16.0	16.6	16.9	15.5	14.9	20.9
43	6.8	5.5	18.3	17.7	16.9	16.8	16.9	22.8
44	7.9	7.0	25.0	22.9	22.3	22.0	17.3	29.5
45	8.5	7.1	21.0	20.1	19.9	18.8	16.2	24.5
46	8.3	7.5	25.0	22.3	28.0	24.1	22.0	23.9
47	9.5	8.2	23.3	24.6	26.2	22.9	19.1	22.9

【0072】

* ※ 【表14】（切削条件4での切削可能時間(min)）

試料 (母材)	被覆層							
	A*	B*	E	F	G	H	I	J
38*	0.1	0.5	0.2	0.1	0.1	0.1	0.4	0.1
39	2.5	3.0	8.5	9.0	11.0	19.0	22.0	20.5
40	2.9	5.0	11.0	10.9	12.3	20.3	23.4	23.3
41	3.8	6.8	13.9	12.9	13.5	22.9	26.0	24.1
42	7.5	9.5	20.9	21.9	29.0	39.0	39.9	38.5
43	5.5	8.5	19.9	18.6	22.6	37.5	38.4	40.2
44	4.5	7.9	15.8	14.4	19.3	22.5	24.5	28.0
45	5.9	9.0	25.0	24.3	30.0	45.5	51.3	50.3
46	5.5	6.2	26.5	26.3	32.5	42.5	50.0	51.3
47	8.9	8.9	29.9	28.8	38.8	49.9	59.9	60.3

【0073】表13及び表14の結果から、本発明の被覆超硬合金からなる切削工具は一般鋼を切削した場合の耐摩耗性及び耐欠損性に優れ、切削性能が向上していることが判る。又、本発明の試料の中でも、Zr、Ta、Nbの窒化物、炭窒化物を含む試料42～47は特に切削性能に優れていることが判る。尚、合金表面付近に複炭化物量が減少し或は消失した層を有する試料は、これらを有さない試料44よりも耐欠損性に優れる傾向にあるが、試料44でも従来品の試料38に比べると耐欠損

性及び耐摩耗性のバランスは十分向上していることが判る。表11及び表12に示した合金でも被覆層を形成しない場合は、切削条件3及び4のいずれにおいても切削開始後1秒以内に欠損を生じ、全く使用できなかった。

【0074】実施例5

実施例1～4で作製した超硬合金試料6、17、29及び45において、合金中のWC粗粒子Bの粒度を3～6μmに制御した試料6a、17a、29a及び45aを作製し、それぞれの表面に被覆層Iを形成した。これら

の被覆超硬合金からなる切削工具を用いて試料6a、17a、29aは前記の切削条件1及び2で、試料45aは切削条件3及び4で評価した。その結果を示した表15から判るように、WC粗粒子の粒度が3～10μmの場合に比べて3～6μmに制御した方が耐摩耗性及び耐欠損性のバランスが向上していることが判る。

【0075】

【表15】(切削可能時間(min))

試料	切削条件1	切削条件2	切削条件3	切削条件4
6a	7.5	7.1	—	—
17a	8.0	10.0	—	—
29a	14.0	32.5	—	—
45a	—	—	19.2	50.8

【0076】実施例6

実施例1と同じ粗粒WC粉末と微粒WC粉末、及びCo粉末、Cr₃C₂粉末、VC粉末を準備し、各粉末の割合を変えた以外は実施例1と同様にして超硬合金を製造した。表16に各超硬合金におけるWC結晶の粒度0.1～1μmの微粒子Aと粒度3～10μmの粗粒子Bの面積比率、合金組成、並びに合金炭素量Xと各合金組成における遊離炭素を生じる下限炭素量a及びη相を生じる上限炭素量bとの関係(X-a)/(a-b)を示した。尚、試料57ではVは一部炭化物の形で合金中に存在し、試料60ではCrは一部炭化物の形で合金中に存在していた。

【0077】

【表16】

試料	A/B	A+B	Co	Cr	V	(X-a)/ (a-b)
面積比	(wt%)	(wt%)	(wt%)	(wt%)	(wt%)	
48*	0.14	95	6	0.5	—	0.7
49*	1.0	87	6.5	—	—	0.6
50*	0.45	70	6.5	—	—	0.75
51*	0.38	93	6	0.5	—	-0.60
52*	0.38	93	6	0.5	—	0.74
53	0.38	93	6	0.5	—	0.33
54	0.22	91	6.5	—	—	-0.20
55	0.45	100	6.5	—	—	0.33
56	0.34	89	6	0.1	—	0.50
57	0.34	80	6	—	3	0.33
58	0.34	90	10	1.5	1.5	0.33
59	0.22	86	4	—	0.1	0.33
60	0.22	80	7	3	—	0.33

【0078】上記各超硬合金を母材として、その表面に通常のCVD法又はPVD法により下記表17に示す被覆層を形成した。得られた各被覆超硬合金からなる型番SPGN120308形状の切削工具を用いて、インコネル18を被削材として下記の切削条件5による性能評価を行った。各試験において、逃げ面摩耗量が0.2mmに達するか又は欠損が生じるまでの時間を切削可能時間として表18に示した。

【0079】

【表17】

被覆層	第1層	第2層	第3層
K*	—	—	—
L*	TiN(2.0)	TiCN(10.5)	—
M*	TiCN(0.1)	—	—
N	TiN(0.5)	TiCN(2.5)	—
O	TiN(0.5)	TiAlN(2.0)	—
P	TiN(2.0)	TiC(5.0)	TiN(1.5)

【0080】切削条件5

切削速度 : 60m/min.

送り量 : 0.2mm/rev.

切り込み : 0.5mm

湿式切削

【0081】

【表18】(切削条件5での切削可能時間(min))

試料	被覆層					
(母材)	K*	L*	M*	N	O	P
48*	0.2	1.0	0.3	3.6	3.1	2.2
49*	0.5	1.5	0.7	3.9	4.0	1.0
50*	0.3	2.3	0.4	4.0	4.8	1.0
51*	1.3	2.8	0.2	3.0	3.5	3.1
52*	0.8	2.1	1.0	4.8	5.5	5.3
53	2.5	2.1	2.3	18.8	20.5	18.5
54	1.6	1.9	1.8	6.4	10.0	9.0
55	1.9	2.0	1.9	7.5	10.5	10.0
56	—	—	—	12.5	16.5	11.5
57	—	—	—	8.5	12.5	11.3
58	—	—	—	12.5	13.5	12.5
59	—	—	—	8.4	10.5	7.5
60	—	—	—	10.3	11.5	9.5

【0082】実施例7

実施例1と同じ粗粒WC粉末と微粒WC粉末、及びCo粉末、TiC粉末、TaC粉末、NbC粉末、Cr₃C₂粉末及びVC粉末を準備し、各粉末の割合を変えた以外は実施例1と同様にして超硬合金を製造した。表19に、各超硬合金におけるWC結晶の粒度0.1～1μmの微粒子Aと粒度3～10μmの粗粒子Bの面積比率、Co、Cr及びVの合金全体に対する重量割合、TiC、TaC及びNbCの複炭化物量、並びに合金炭素量Xと各合金組成における遊離炭素を生じる下限炭素量a及びη相を生じる上限炭素量bとの関係(X-a)/(a-b)を示した。

【0083】尚、2種以上の複炭化物を含む試料61～64では、これらは相互の固溶体の炭化物として合金中に存在し、又いずれの試料においても複炭化物中には多少のWが固溶していた。又、試料63及び67ではVは一部炭化物の形で合金中に存在し、試料62ではCrは一部炭化物の形で合金中に存在していた。

【0084】

【表19】

試料	A/B 面積比	A+B (wt%)	Co (wt%)	Cr (wt%)	V (wt%)	TiC (wt%)	TaC (wt%)	NbC (wt%)	(X-a)/ (a-b)
61*	0.38	89	10	—	—	2	2	2	0.5
62*	0.34	88	10	3	—	9	2	1	0.6
63*	0.45	88	8	—	3	7	2	—	0.4
64	0.34	80	10	2	1	2	1.5	1.5	0.33
65	0.22	89	8	—	—	5	—	—	0.4
66	0.45	88	4	0.1	—	—	5	—	0.5
67	0.34	90	8	—	3	—	—	5	0.45

【0085】上記超硬合金を母材として、その表面に前記表17に示した被覆層L～Pをそれぞれ形成した。得られた被覆超硬合金からなる型番SPGN1200308形状の切削工具を用いて、実施例6と同様にして前記切削条件5で切削試験を行った結果を表20に示した。

【0086】

【表20】（切削条件5での切削可能時間(min)）

試料	被覆層				
(母材)	L*	M*	N	O	P
61*	3.0	2.0	2.8	3.0	4.5
62*	3.5	3.0	3.3	3.8	4.8
63*	4.0	3.8	4.0	4.2	5.0
64	4.2	4.0	7.0	5.5	6.0
65	4.5	4.2	10.0	9.0	7.0
66	4.0	3.6	16.0	13.0	18.0
67	3.8	3.5	13.5	14.2	12.0

【0087】

【発明の効果】本発明によれば、強度と靱性がバランス良く向上しており、一般鋼及び難削材に対して高速切削*

*で優れた切削性能を有し、しかも工具の長寿命化を果し得る切削工具用の被覆超硬合金を提供することができ

る。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明の被覆超硬合金の母材である超硬合金において、WC結晶の粒度0.1～1μmの微粒子Aと粒度3～10μmの粗粒子Bの粒度分布を示すグラフである。

【図2】本発明の被覆超硬合金の母材である超硬合金において、WC粗粒子とWC微粒子とからなる金属組織を示す模式図である。

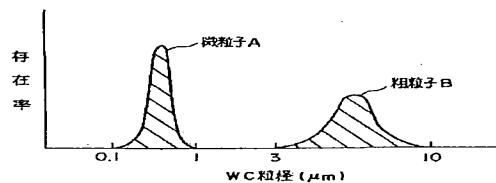
【図3】超硬合金のWC粗粒子中を亀裂が進展する状態を示す模式図である。

【図4】超硬合金のWC粗粒子及びWC微粒子と結合相の界面を亀裂が進展する状態を示す模式図である。

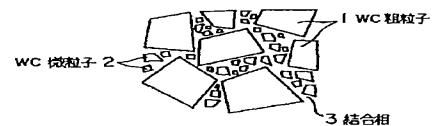
【符号の説明】

- 1 WC粗粒子
- 2 WC微粒子
- 3 結合相

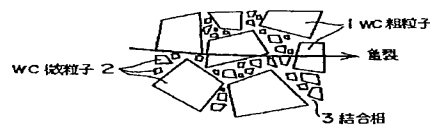
【図1】



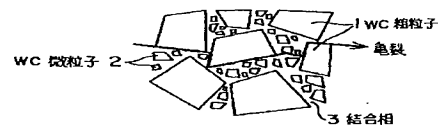
【図2】



【図3】



【図4】



フロントページの続き

(72)発明者 山縣 一夫
兵庫県伊丹市昆陽北一丁目 1 番 1 号 住友
電気工業株式会社伊丹製作所内

(72)発明者 中堂 益男
兵庫県伊丹市昆陽北一丁目 1 番 1 号 住友
電気工業株式会社伊丹製作所内